

Document made available under the Patent Cooperation Treaty (PCT)

International application number: PCT/JP05/001195

International filing date: 28 January 2005 (28.01.2005)

Document type: Certified copy of priority document

Document details: Country/Office: JP
Number: 2004-026749
Filing date: 03 February 2004 (03.02.2004)

Date of receipt at the International Bureau: 24 March 2005 (24.03.2005)

Remark: Priority document submitted or transmitted to the International Bureau in compliance with Rule 17.1(a) or (b)



World Intellectual Property Organization (WIPO) - Geneva, Switzerland
Organisation Mondiale de la Propriété Intellectuelle (OMPI) - Genève, Suisse

01. 2. 2005

日本国特許庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出願年月日 2004年 2月 3日
Date of Application:

出願番号 特願2004-026749
Application Number:

[ST. 10/C] : [JP2004-026749]

出願人 日本軽金属株式会社
Applicant(s):

2005年 3月 9日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

小川

洋

【書類名】 特許願
【整理番号】 P-012145
【あて先】 特許庁長官殿
【国際特許分類】 C22C 21/00
 F28F 1/12
【発明者】
【住所又は居所】 静岡県庵原郡蒲原町蒲原 1 丁目 34 番 1 号 グループ技術センタ
 一内
【氏名】 沖 義人
【発明者】
【住所又は居所】 静岡県庵原郡蒲原町蒲原 1 丁目 34 番 1 号 グループ技術センタ
 一内
【氏名】 鈴木 秀紀
【発明者】
【住所又は居所】 静岡県庵原郡蒲原町蒲原 1 丁目 34 番 1 号 グループ技術センタ
 一内
【氏名】 杉山 治男
【発明者】
【住所又は居所】 静岡県庵原郡蒲原町蒲原 1 丁目 34 番 1 号 グループ技術センタ
 一内
【氏名】 穴見 敏也
【発明者】
【住所又は居所】 静岡県庵原郡蒲原町蒲原 1 丁目 34 番 1 号 グループ技術センタ
 一内
【氏名】 佐々木 智浩
【特許出願人】
【識別番号】 000004743
【氏名又は名称】 日本軽金属株式会社
【代理人】
【識別番号】 100109726
【弁理士】
【氏名又は名称】 園田 吉隆
【選任した代理人】
【識別番号】 100101199
【弁理士】
【氏名又は名称】 小林 義教
【手数料の表示】
【予納台帳番号】 058621
【納付金額】 21,000円
【提出物件の目録】
【物件名】 特許請求の範囲 1
【物件名】 明細書 1
【物件名】 要約書 1

【書類名】特許請求の範囲

【請求項1】

Si: 0.8~1.4 wt%、Fe: 0.15~0.7 wt%、Mn: 1.5~3.0 wt%、Zn: 0.5~2.5 wt%を含み、さらに不純物としてのMgを0.05 wt%以下に限定し、残部が通常の不純物とA1からなり、ろう付前の抗張力が240 MPa以下、且つろう付後の抗張力が150 MPa以上であることを特徴とする、高強度で且つ伝熱特性、耐エロージョン性、耐サグ性、犠牲陽極効果および自己耐食性に優れた熱交換器用高強度アルミニウム合金フィン材。

【請求項2】

Si: 0.8~1.4 wt%、Fe: 0.15~0.7 wt%、Mn: 1.5~3.0 wt%、Zn: 0.5~2.5 wt%を含み、さらに不純物としてのMgを0.05 wt%以下に限定し、残部が通常の不純物とA1からなり、ろう付前の抗張力が240 MPa以下、ろう付後の抗張力が150 MPa以上、且つろう付後の再結晶粒径が500 μ m以上であることを特徴とする、高強度で且つ伝熱特性、耐エロージョン性、耐サグ性、犠牲陽極効果、自己耐食性に優れた熱交換器用高強度アルミニウム合金フィン材。

【請求項3】

Si: 0.8~1.4 wt%、Fe: 0.15~0.7 wt%、Mn: 1.5~3.0 wt%、Zn: 0.5~2.5 wt%を含み、さらに不純物としてのMgを0.05 wt%以下に限定し、残部が通常の不純物とA1からなる溶湯を注湯して、双ベルト式鋳造機により厚さ5~10 mmの薄スラブを連続的に鋳造してロールに巻き取った後、板厚0.05~0.4 mmに冷間圧延し、保持温度350~500°Cで中間焼鈍を施し、冷延率10~50%の冷間圧延を行って最終板厚40~200 μ mとすることを特徴とする、ろう付前の抗張力が240 MPa以下、且つろう付後の抗張力が150 MPa以上の熱交換器用高強度アルミニウム合金フィン材の製造方法。

【請求項4】

Si: 0.8~1.4 wt%、Fe: 0.15~0.7 wt%、Mn: 1.5~3.0 wt%、Zn: 0.5~2.5 wt%を含み、さらに不純物としてのMgを0.05 wt%以下に限定し、残部が通常の不純物とA1からなる溶湯を注湯して、双ベルト式鋳造機により厚さ5~10 mmの薄スラブを連続的に鋳造してロールに巻き取った後、板厚0.08~2.0 mmに冷間圧延し、350~500°Cで中間焼鈍を施し、冷延率50~96%の冷間圧延を行って最終板厚40~200 μ mとした後、保持温度300~400°Cで最終焼鈍を施すことを特徴とする、ろう付前の抗張力が240 MPa以下、且つろう付後の抗張力が150 MPa以上の熱交換器用高強度アルミニウム合金フィン材の製造方法。

【請求項5】

前記350~500°Cの中間焼鈍を、連続焼鈍炉により昇温速度100°C/分以上、且つ保持時間5分以内で行うことを特徴とする、請求項4に記載の熱交換器用高強度アルミニウム合金フィン材の製造方法。

【書類名】明細書

【発明の名称】熱交換器用高強度アルミニウム合金フィン材およびその製造方法

【技術分野】

【0001】

本発明は、ろう付け性に優れた熱交換器用アルミニウム合金フィン材およびその製造方法に関し、詳しくは、ラジエータ、カーヒータ、カーエアコンなどのようにフィンと作動流体通路構成材料とがろう付けにより接合される熱交換器に用いられるアルミニウム合金フィン材であって、ろう付け前の強度が適当であるためフィン成形が容易で、つまりろう付け前の強度が高すぎてフィン成形が困難となることが無く、しかも、ろう付け後の強度が高く、且つ伝熱特性、耐エロージョン性、耐サグ性、犠牲陽極効果、自己耐食性に優れた熱交換器用アルミニウム合金フィン材およびその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

自動車のラジエータ、エアコン、インターフーラー、オイルクーラーなどの熱交換器は、Al-Cu系合金、Al-Mn系合金、Al-Mn-Cu系合金などからなる作動流体通路構成材料と、Al-Mn系合金などからなるフィンとをろう付けすることにより組立てられる。フィン材には、作動流体通路構成材料を防食するために犠牲陽極効果が要求されるとともに、ろう付け時の高温加熱により変形したり、ろうが浸透したりしないように優れた耐サグ性、耐エロージョン性が要求される。

【0003】

フィン材としてJIS 3003、JIS 3203などのAl-Mn系アルミニウム合金が使用されるのは、Mnがろう付け時の変形やろうの浸食を防ぐために有効に作用するためである。Al-Mn系合金フィン材に犠牲陽極効果を付与するためには、この合金にZn、Sn、Inなどを添加して電気化学的に卑にする方法（特許文献1（特開昭62-120455号公報））などがあり、耐高温座屈性（耐サグ性）をさらに向上させるためには、Al-Mn系合金にCr、Ti、Zrなどを含有させる方法（特許文献2（特開昭50-118919号公報））などがある。

【0004】

しかし、最近では、熱交換器の軽量化、コスト低減がますます強く要求され、作動流体通路構成材料、フィン材などの熱交換器構成材料をさらに薄肉化することが必要となってきている。しかし、例えばフィンを薄肉化すると伝熱断面積が小さくなるために熱交換性能が低下し、製品としての熱交換器の強度、耐久性にも問題が生じるところから、一層高い伝熱性能とろう付け後の強度、耐サグ性、耐エロージョン性、自己耐食性が望まれている。

【0005】

従来のAl-Mn系合金では、ろう付け時の加熱によりMnが固溶するため、熱伝導率が低下するという問題点がある。この難点を解決するフィン材として、Mn含有量を0.8wt%以下に制限し、Zr:0.02~0.2wt%およびSi:0.1~0.8wt%を含むアルミニウム合金が提案されている（特許文献3（特公昭63-23260号公報））。この合金は改善された熱伝導率を有するが、Mnが少ないためろう付け後の強度が不十分で、熱交換器として使用中にフィン倒れや変形が生じ易く、また電位が十分に卑でないために犠牲陽極効果が小さいという欠点がある。

【0006】

一方、アルミニウム合金溶湯を注湯してスラブを鋳造する際の冷却速度を速くすることで、Si、Mn含有量などを0.05~1.5質量%としてもスラブの段階で晶出している金属間化合物のサイズを最大値5μm以下と小さくすることが可能となり、このようなスラブから圧延工程を経ることで、フィン材の疲労特性を向上させる提案もなされている（特許文献4（特開2001-226730号公報））。しかし、当該発明は疲労寿命を向上させることが目的であり、又スラブを鋳造する際の冷却速度を速くする手段については鋳造スラブを薄くするなどの記載はあるものの、実操業規模における双ベルト鋳造機に

よる薄スラブ連続鋳造などの具体的な開示は見られない。

【特許文献1】特開昭62-120455号公報

【特許文献2】特開昭50-118919号公報

【特許文献3】特公昭63-23260号公報

【特許文献4】特開2001-226730号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

本発明の目的は、フィン成形が容易な適度のろう付け前強度を有し、しかもろう付け後には高い強度を有し、且つ耐サグ性、耐エロージョン性、自己耐食性、犠牲陽極効果に優れた熱交換器用アルミニウム合金フィン材およびその製造方法を提供することである。

【課題を解決するための手段】

【0008】

上記の目的を達成するために、本発明の熱交換器用アルミニウム合金フィン材の製造方法は、Si: 0.8~1.4 wt%、Fe: 0.15~0.7 wt%、Mn: 1.5~3.0 wt%、Zn: 0.5~2.5 wt%を含み、さらに不純物としてのMgを0.05 wt%以下に限定し、残部が通常の不純物とAlからなる溶湯を注湯して、双ベルト式鋳造機により厚さ5~10mmの薄スラブを連続的に鋳造した後、板厚0.05~2.0mmに冷間圧延し、350~500°Cで中間焼鈍を施し、冷延率10~96%の冷間圧延を行って最終板厚を40~200 μmとした後、必要に応じて保持温度300~400°Cで最終焼鈍（軟化処理）を施すことを特徴とする。本発明は以下に記載する5つの実施形態を含む。連続鋳造した薄スラブは、一旦ロールに巻き取った後に冷間圧延を行なう。

【0009】

Si: 0.8~1.4 wt%、Fe: 0.15~0.7 wt%、Mn: 1.5~3.0 wt%、Zn: 0.5~2.5 wt%を含み、さらに不純物としてのMgを0.05 wt%以下に限定し、残部が通常の不純物とAlからなり、ろう付前の抗張力が240 MPa以下、且つろう付後の抗張力が150 MPa以上であることを特徴とする、高強度で且つ伝熱特性、耐エロージョン性、耐サグ性、犠牲陽極効果、自己耐食性に優れた熱交換器用高強度アルミニウム合金フィン材が本発明の第1の実施形態である。

【0010】

Si: 0.8~1.4 wt%、Fe: 0.15~0.7 wt%、Mn: 1.5~3.0 wt%、Zn: 0.5~2.5 wt%を含み、さらに不純物としてのMgを0.05 wt%以下に限定し、残部が通常の不純物とAlからなり、ろう付前の抗張力が240 MPa以下、且つろう付後の抗張力が150 MPa以上、且つろう付後の再結晶粒径が500 μm以上であることを特徴とする、高強度で且つ伝熱特性、耐エロージョン性、耐サグ性、犠牲陽極効果、自己耐食性に優れた熱交換器用高強度アルミニウム合金フィン材が本発明の第2の実施形態である。

【0011】

Si: 0.8~1.4 wt%、Fe: 0.15~0.7 wt%、Mn: 1.5~3.0 wt%、Zn: 0.5~2.5 wt%を含み、さらに不純物としてのMgを0.05 wt%以下に限定し、残部が通常の不純物とAlからなる溶湯を注湯して、双ベルト式鋳造機により厚さ5~10mmの薄スラブを連続的に鋳造してロールに巻き取った後、板厚0.05~0.4mmに冷間圧延し、保持温度350~500°Cで中間焼鈍を施し、冷延率10~50%で冷間圧延を行って最終板厚を40~200 μmとすることを特徴とする、ろう付前の抗張力が240 MPa以下、且つろう付後の抗張力が150 MPa以上の熱交換器用高強度アルミニウム合金フィン材の製造方法が本発明の第3の実施形態である。

【0012】

Si: 0.8~1.4 wt%、Fe: 0.15~0.7 wt%、Mn: 1.5~3.0 wt%、Zn: 0.5~2.5 wt%を含み、さらに不純物としてのMgを0.05 wt%以下に限定し、残部が通常の不純物とAlからなる溶湯を注湯して、双ベルト式鋳造機により厚さ

5～10mmの薄スラブを連続的に鋳造してロールに巻き取った後、板厚0.08～2.0mmに冷間圧延し、350～500°Cで中間焼鈍を施し、冷延率50～96%の冷間圧延を行って最終板厚40～200μmとした後、保持温度300～400°Cの最終焼鈍を施すことを特徴とする、ろう付け前の抗張力が240MPa以下、且つろう付け後の抗張力が150MPa以上の熱交換器用高強度アルミニウム合金フィン材の製造方法が本発明の第4の実施形態である。

【0013】

Si: 0.8～1.4wt%、Fe: 0.15～0.7wt%、Mn: 1.5～3.0wt%、Zn: 0.5～2.5wt%を含み、さらに不純物としてのMgを0.05wt%以下に限定し、残部が通常の不純物とA1からなる溶湯を注湯して、双ベルト式鋳造機により厚さ5～10mmの薄スラブを連続的に鋳造してロールに巻き取った後、板厚0.08～2.0mmに冷間圧延し、350～500°Cの中間焼鈍を、連続焼鈍炉により昇温速度100°C/分以上、且つ保持時間5分以内で行った後、冷延率50～96%の冷間圧延を行って最終板厚40～200μmとした後、保持温度300～400°Cの最終焼鈍を施すことを特徴とする、ろう付け前の抗張力が240MPa以下、且つろう付け後の抗張力が150MPa以上の熱交換器用高強度アルミニウム合金フィン材の製造方法が第5の発明である。

【発明を実施するための最良の形態】

【0014】

本発明者は、熱交換器用フィン材に対する薄肉化の要求を満足するアルミニウム合金フィン材を開発するために、強度特性、伝熱性能、耐サグ性、耐エロージョン性、自己耐食性および犠牲陽極効果について、従来のDCスラブ鋳造からの圧延材と双ベルト式連続鋳造からの圧延材の比較を行いつつ、その組成、中間焼鈍条件、圧下率との関係について種々の検討を行った結果、本発明を完成した。

【0015】

本発明の熱交換器用アルミニウム合金フィン材における合金成分の意義および限定理由を以下に説明する。

【0016】

〔Si: 0.8～1.4wt%〕

Siは、Fe、Mnと共に存在してろう付け時にサブミクロンレベルのA1-(Fe·Mn)-Si系の化合物を生成し、強度を向上させ、同時にMnの固溶量を減少させて熱伝導率を向上させる。Siの含有量が0.8wt%未満ではその効果が十分でなく、1.4wt%を超えると、ろう付け時にフィン材の溶融を生じるおそれがある。従って、好ましい含有範囲は0.8～1.4wt%である。Siのさらに好ましい含有量は0.9～1.4wt%の範囲である。

【0017】

〔Fe: 0.15～0.7wt%〕

Feは、Mn、Siと共に存在してろう付け時にサブミクロンレベルのA1-(Fe·Mn)-Si系の化合物を生成し、強度を向上させるとともに、Mnの固溶量を減少させて熱伝導率を向上させる。Feの含有量が0.15wt%未満では高純度の地金を必要とするため製造コストが高くなり好ましくない。0.7wt%を超えると合金の鋳造時に粗大なA1-(Fe·Mn)-Si系晶出物が生成して板材の製造が困難となる。従って、好ましい含有範囲は0.15～0.7wt%である。Feのさらに好ましい含有量は0.17～0.6wt%の範囲である。

【0018】

〔Mn: 1.5～3.0wt%〕

Mnは、Fe、Siと共に存在させることによりろう付け時にサブミクロンレベルのA1-(Fe·Mn)-Si系化合物として高密度に析出して、ろう付け後の合金材の強度を向上させる。また、サブミクロンレベルのA1-(Fe·Mn)-Si系析出物は強い再結晶阻止作用を有するため再結晶粒が500μm以上と粗大になり、耐サグ性と耐エロージョン性が向上する。Mnが1.5wt%未満ではその効果が十分でなく、3.0wt%を超えると、ろう付け時に合金の溶融を生じるおそれがある。従って、好ましい含有範囲は1.5～3.0wt%である。

ると合金の鋳造時に粗大なAl-(Fe·Mn)-Si系晶出物が生成して板材の製造が困難となるとともに、Mnの固溶量が増加して熱伝導率が低下する。従って、好ましい含有範囲は1.5~3.0wt%である。Mnのさらに好ましい含有量は1.8~3.0wt%である。

【0019】

〔Zn: 0.5~2.5wt%〕

Znは、フィン材の電位を卑にし、犠牲陽極効果を与える。含有量が0.5wt%未満ではその効果が十分でなく、2.5wt%を超えると材料の自己耐食性が劣化し、また、Znの固溶によって熱伝導率が低下する。従って、好ましい含有範囲は0.5~2.5wt%である。Znのさらに好ましい含有量は1.0~1.5wt%の範囲である。

【0020】

〔Mg: 0.05wt%以下〕

Mgは、ろう付け性に影響し、含有量が0.05wt%を超えるとろう付け性を害するおそれがある。とくにフッ化物系フラックスろう付けの場合、フラックスの成分であるフッ素(F)と合金中のMgとが反応し易くなり、MgF₂などの化合物が生成することに起因してろう付け時に有効に作用するフラックスの絶対量が不足し、ろう付け不良が生じ易くなる。従って、不純物としてのMgの含有量は0.05wt%以下に限定する。

【0021】

Mg以外の不純物成分については、Cuは材料の電位を貴にするため0.2wt%以下に制限するのが好ましく、Cr、Zr、Ti、Vは、微量でも材料の熱伝導率を著しく低下させるので、これらの元素の合計含有量は0.20wt%以下に限定するのが好ましい。

【0022】

次に、本発明における薄スラブの鋳造条件、中間焼鈍条件、最終冷延率の意義および限定理由を以下に説明する。

【0023】

〔薄スラブの鋳造条件〕

双ベルト鋳造法は、上下に対峙し水冷されている回転ベルト間に溶湯を注湯してベルト面からの冷却で溶湯を凝固させてスラブとし、ベルトの反注湯側より該スラブを連続して引き出してコイル状に巻き取る連続鋳造方法である。

本発明においては、鋳造するスラブの厚さは5~10mmが好ましい。この厚さであると板厚中央部の凝固速度も速く、均一組織でしかも本発明範囲の組成であると粗大な化合物の少ない、およびろう付け後において結晶粒径の大きい優れた諸性質を有するフィン材とすることができる。

【0024】

双ベルト式鋳造機による薄スラブ厚さが5mm未満であると、単位時間当たりに鋳造機を通過するアルミニウム量が小さくなりすぎて、鋳造が困難になる。逆に厚さが10mmを超えると、ロールによる巻取りができなくなるため、スラブ厚さの範囲を5~10mmとするのが好ましい。

【0025】

なお、溶湯の凝固時の鋳造速度は5~15m/分であることが好ましく、ベルト内で凝固が完了することが望ましい。鋳造速度が5m/分未満の場合、鋳造に時間が掛かりすぎて生産性が低下するため、好ましくない。鋳造速度が15m/分を超える場合、アルミニウム溶湯の供給が追いつかず、所定の形状の薄スラブを得ることが困難となる。

【0026】

〔中間焼鈍条件〕

中間焼鈍の保持温度は350~500°Cが好ましい。中間焼鈍の保持温度が350°C未満の場合、十分な軟化状態を得ることができない。しかし、中間焼鈍の保持温度が500°Cを超えると、ろう付け時に析出する固溶Mnの多くが高温での中間焼鈍時に比較的大きなAl-(Fe·Mn)-Si系化合物として析出してしまうため、ろう付け時の再結晶阻止作用が弱まって再結晶粒径が500μm未満となり、耐サグ性と耐エロージョ

ン性が低下する。

【0027】

中間焼鈍の保持時間は特に限定する必要はないが、1～5時間の範囲とすることが好ましい。中間焼鈍の保持時間が1時間未満では、コイル全体の温度が不均一なままで、板中における均一な再結晶組織の得られない可能性があるので好ましくない。中間焼鈍の保持時間が5時間を超えると、固溶Mnの析出が進行してろう付け後の再結晶粒径500μm以上を安定して確保する上で不利になるばかりでなく、処理に時間が掛かりすぎて生産性が低下するため、好ましくない。

【0028】

中間焼鈍処理時の昇温速度および冷却速度は特に限定する必要はないが、30°C/時間以上とすることが好ましい。中間焼鈍処理時の昇温速度および冷却速度が30°C/時間未満の場合、固溶Mnの析出が進行してろう付け後の再結晶粒径500μm以上を安定して確保する上で不利であるばかりでなく、処理に時間が掛かりすぎて生産性が低下するので、好ましくない。

【0029】

連続焼鈍炉による中間焼鈍の温度は350～500°Cが好ましい。350°C未満の場合、十分な軟化状態を得ることができない。しかし、保持温度が500°Cを超えると、ろう付け時に析出する固溶Mnの多くが高温での中間焼鈍時に比較的大きなAl-(Fe·Mn)-Si系化合物として析出してしまったため、ろう付け時の再結晶阻止作用が弱まって再結晶粒径が500μm未満となり、耐サグ性と耐エロージョン性が低下する。

【0030】

連続焼鈍の保持時間は5分以内とすることが好ましい。連続焼鈍の保持時間が5分を超えると、固溶Mnの析出が進行してろう付け後の再結晶粒径500μm以上を安定して確保する上で不利になるばかりでなく、処理に時間が掛かりすぎて生産性が低下するため、好ましくない。

【0031】

連続焼鈍処理時の昇温速度および冷却速度は、昇温速度については100°C/分以上とすることが好ましい。連続焼鈍処理時の昇温速度が100°C/分未満の場合、処理に時間が掛かりすぎて生産性が低下するため、好ましくない。

【0032】

〔最終冷延率〕

最終冷延率は10～96%が好ましい。最終冷延率が10%未満の場合、冷間圧延で蓄積される歪エネルギーが少なく、ろう付け時の昇温過程で再結晶が完了しないため、耐サグ性と耐エロージョン性が低下する。最終冷延率が96%を超えると圧延時の耳割れが顕著になり歩留まりが低下する。なお、組成によっては製品強度が高くなり過ぎて、フイン成形において所定のフイン形状を得ることが困難になるときには、最終冷延板に保持温度300～400°Cで1～3時間程度の最終焼鈍(軟化処理)を行っても諸特性を損なうことはない。特に連続焼鈍炉により中間焼鈍を施した後、最終冷間圧延された板に、更に保持温度300～400°Cで1～3時間程度の最終焼鈍(軟化処理)を施したフイン材は、フイン成形性に優れており、しかもろう付け後の強度も高く、耐サグ性に優れている。

【0033】

本発明のアルミニウム合金フイン材は、双ベルト式鋳造機により厚さ5～10mmの薄スラブを連続的に鋳造しロールに巻き取った後、板厚0.05～2.0mmに冷間圧延し、保持温度350～500°Cで中間焼鈍を施し、冷延率10～96%の冷間圧延を行って最終板厚40～200μmとした後、必要に応じて保持温度300～400°Cの最終焼鈍(軟化処理)を施したものとする。この板材は、所定幅にスリッティングした後コルゲート加工して、作動流体通路用材料、例えば、ろう材を被覆した3003合金などからなるクラッド板からなる偏平管と交互に積層し、ろう付け接合することにより熱交換器ユニットとする。

【0034】

本発明の方法によれば、双ベルト式鋳造機による薄スラブ鋳造時、スラブ中にA1-(Fe·Mn)-Si系化合物が均一かつ微細に晶出するとともに、母相A1中に過飽和に固溶したMnとSiが、ろう付け時の高温加熱によってサブミクロンレベルのA1-(Fe·Mn)-Si相として高密度に析出する。これにより熱伝導性を大きく低下させるマトリックス中の固溶Mn量が少なくなるため、ろう付け後の電気伝導率は高くなり、優れた熱伝導性を示す。また、同様の理由により、微細に晶出したA1-(Fe·Mn)-Si系化合物、および高密度に析出したサブミクロンレベルのA1-(Fe·Mn)-Si相が塑性変形時の転位の動きを妨げるため、ろう付け後の最終板の抗張力は高い値を示す。また、ろう付け時に析出するサブミクロンレベルのA1-(Fe·Mn)-Si相は強い再結晶阻止作用を有するため、ろう付け後の再結晶粒径が500μm以上となるため耐サグ性が良好となり、同様の理由から、ろう付け後にも優れた耐エロージョン性を示すようになる。また、本発明においてMnの含有量を1.5wt%以上に限定したことから、ろう付け後の再結晶粒の平均粒径が300μmを超えて抗張力が低下することはない。

【0035】

さらに、双ベルト式鋳造機は溶湯の凝固速度が速く、薄スラブ中に晶出するA1-(Fe·Mn)-Si系化合物は均一で微細なものとなる。そのため最終のフィン材において、粗大な晶出物起因の円相当径で5μm以上の第二相粒子が存在しなくなり、優れた自己耐食性を発現するようになる。

【0036】

このように双ベルト式連続鋳造法により薄スラブを鋳造することにより、スラブ鋳塊におけるA1-(Fe·Mn)-Si化合物を均一かつ微細とし、ろう付け後のサブミクロンレベルのA1-(Fe·Mn)-Si相析出物を高密度にするとともに、ろう付け後の結晶粒径を500μm以上と粗くすることで、ろう付け後の強度、熱伝導率、耐サグ性、耐エロージョン性、自己腐食性を高め、同時にZnを含有させることによって材料の電位を卑にして犠牲陽極効果を優れたものとし、耐久性の優れた熱交換器用アルミニウム合金フィン材とすることができます。

【実施例】

【0037】

以下、本発明の実施例を比較例と対比して説明する。

【実施例1】

本発明例および比較例として、表1に示した合金番号1から13の組成の合金溶湯を溶製し、セラミックス製フィルターを通過させて双ベルト鋳造鋳型に注湯し、鋳造速度8m/分で厚さ7mmのスラブを得た。溶湯の凝固時冷却速度は50°C/秒であった。該スラブを表2に示した板厚まで冷間圧延して板状とし、昇温速度50°C/時間、表2に示した各温度で2時間保持、冷却速度50°C/時間(100°Cまで)の中間焼鈍を施して軟化させた。次いでこの板を冷間圧延して厚さ50μmのフィン材とした。

【0038】

比較例として、表1に示した合金番号14、15の組成の合金溶湯を溶製し、常法のDC鋳造(厚さ500mm、凝固時冷却速度約1°C/秒)、面削、均熱処理、熱間圧延、冷間圧延(厚さ84μm)、中間焼鈍(400°C×2時間)、冷間圧延により厚さ50μmのフィン材を製造した。

得られた本発明例および比較例のフィン材について下記(1)～(3)の測定を行なった。

【0039】

(1) 得られたフィン材の抗張力(MPa)

(2) ろう付け温度を想定して600～605°C×3.5分間加熱し、冷却後下記項目を測定した。

[1] 抗張力(MPa)

[2] 表面を電解研磨してバーカー法で結晶粒組織を現出後、切断法で圧延方向に

平行な結晶粒径 (μm)

[3] 銀塩化銀電極を照合電極として、5%食塩水中で60分浸漬後の自然電位 (mV)

[4] 銀塩化銀電極を照合電極として、5%食塩水中で電位掃引速度20mV/分で行ったカソード分極より求めた腐食電流密度 ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)

[5] JIS-H0505記載の導電性試験法で導電率 [% IACS]
【0040】

(3) LWS-T 8801記載のサグ試験方法で、突き出し長さ50mmとしたサグ量 (mm)

(4) コルゲート状に加工したフィン材を非腐食性弗化物系フラックスを塗布した厚さ0.25mmのブレーディングシート (ろう材4045合金クラッド率8%) のろう材面上に載置 (負荷荷重324g) し、昇温速度50°C/分で605°Cまで加熱して5分間保持した。冷却後、ろう付け断面を観察し、フィン材結晶粒界のエロージョンが軽微なものを良 (○印) とし、エロージョンが激しくフィン材の溶融が顕著なものを不良 (×印) とした。なおコルゲート形状は下記のとおりとした。

コルゲート形状：高さ2.3mm×幅21mm×ピッチ3.4mm、10山
結果を表3に示す。

【0041】

【表1】

合金 No.	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
1	1.21	0.20	0.02	2.75	<0.02	1.52	0.01
2	1.20	0.55	0.02	2.33	<0.02	1.52	0.01
3	1.19	0.30	0.02	2.78	<0.02	1.74	0.01
4	1.30	0.30	0.02	2.98	<0.02	1.73	0.01
5	1.20	0.35	0.02	2.20	<0.02	1.50	0.01
6	1.00	0.20	0.02	2.90	<0.02	1.50	0.01
7	0.88	0.52	0.00	1.10	<0.02	1.46	0.01
8	1.20	0.55	0.02	3.30	<0.02	1.72	0.01
9	0.60	0.20	0.02	2.40	<0.02	1.50	0.01
10	1.50	0.20	0.02	2.20	<0.02	1.50	0.01
11	1.10	0.90	0.02	2.40	<0.02	1.52	0.01
12	1.00	0.30	0.02	2.50	<0.02	0.20	0.01
13	1.20	0.35	0.02	2.40	<0.02	2.90	0.01
14	0.83	0.54	0.01	1.16	0.018	1.45	0.02
15	0.30	0.53	0.02	1.02	0.011	1.92	0.02

【0042】

【表2】

No.	合金 No.	铸造板厚 (mm)	中間焼鈍板 厚 (μm)	中間焼鈍	最終 Red.	最終板厚 (μm)	備考
1	1	7	63	400°C	20%	50	本発明例
2	1	7	84	400°C	40%	50	本発明例
3	2	7	84	400°C	40%	50	本発明例
4	3	7	84	400°C	40%	50	本発明例
5	4	7	84	400°C	40%	50	本発明例
6	5	7	84	400°C	40%	50	本発明例
7	6	7	84	400°C	40%	50	本発明例
8	7	7	84	400°C	40%	50	比較例
9	8	7	84	400°C	40%	50	比較例
10	9	7	84	400°C	40%	50	比較例
11	10	7	84	400°C	40%	50	比較例
12	11	7	84	400°C	40%	50	比較例
13	12	7	84	400°C	40%	50	比較例
14	13	7	84	400°C	40%	50	比較例
15	1	7	250	400°C	80%	50	比較例
16	2	7	250	400°C	80%	50	比較例
17	1	7	84	300°C	40%	50	比較例
18	1	7	84	520°C	40%	50	比較例
19	14	500	84	400°C	40%	50	比較例
20	15	500	84	400°C	40%	50	比較例

【0043】

【表3】

No.	合金 No.	ろう付前 抗張力 (MPa)	ろう付後 抗張力 (MPa)	結晶粒径	サグ量 (mm)	自然電位 (mV)	腐食電流密 度 ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	導電 率 %IAC S	耐エ ロー ^ジ ジヨ ン性	備考
1	1	226	156	5000 μm	12.4	-825	0.7	43.6	○	本発明例
2	1	235	156	3200 μm	14.5	-826	0.7	43.6	○	本発明例
3	2	234	155	2300 μm	13.8	-821	0.9	44.3	○	本発明例
4	3	238	156	2000 μm	16.7	-816	0.8	41.6	○	本発明例
5	4	239	161	2400 μm	15.8	-815	0.9	41.3	○	本発明例
6	5	220	155	2700 μm	17.8	-817	0.6	44.3	○	本発明例
7	6	223	157	3100 μm	17.9	-805	0.8	41.5	○	本発明例
8	7	206	129	590 μm	18.0	-797	0.6	46.0	○	比較例
9	8	鋳造時に巨大晶出物生成、圧延中に割れを生じた						-		比較例
10	9	216	135	2100 μm	19.0	-824	0.7	43.8	○	比較例
11	10	276	167	2800 μm	21.0	-821	0.7	43.7	×	比較例
12	11	鋳造時に巨大晶出物生成、圧延中に割れを生じた						-		比較例
13	12	232	154	3100 μm	16.0	-730	0.6	43.9	○	比較例
14	13	229	153	2900 μm	18.0	-875	2.1	43.8	×	比較例
15	1	260	161	650 μm	18.8	-825	0.7	43.6	○	比較例
16	2	258	159	820 μm	18.7	-820	0.9	44.3	○	比較例
17	1	290	159	1800 μm	34.2	-823	0.7	43.4	○	比較例
18	1	230	157	190 μm	30.3	-821	0.7	43.3	×	比較例
19	14	190	134	110 μm	19.8	-798	1.7	43.9	×	比較例
20	15	176	112	90 μm	27.0	-813	2.0	38.2	×	比較例

【0044】

表3の結果から、本発明によるフイン材は、ろう付け後の抗張力、耐エロージョン性、耐サグ性、犠牲陽極効果および自己耐食性のいずれも良好であることが判る。比較例のフイン材番号8は、Mn含有量が低く、ろう付け後抗張力が低い。比較例のフイン材番号9は、Mn含有量が多く、鋳造時に巨大晶出物が生成し、冷間圧延中に割れを生じフイン材が得られなかった。比較例のフイン材番号10は、Si含有量が低く、ろう付け後抗張力が低い。比較例のフイン材番号11は、Si含有量が多く、耐エロージョン性が劣った。比較例のフイン材番号12は、Fe含有量が多く、鋳造時に巨大晶出物が生成し、冷間圧延中に割れを生じフイン材が得られなかった。

【0045】

比較例のフイン材番号13は、Zn含有量が低く、自然電位が貴であり、犠牲陽極効果が劣った。比較例のフイン材番号14は、Zn含有量が多く、腐食電流密度が高く、自己耐食性が劣った。比較例のフイン材番号15、16は、最終Red. が高く、ろう付け前の抗張力が高く、フイン成形が困難であった。比較例のフイン材番号17は、中間焼鈍の温度が低く、ろう付け前の抗張力が高く、またサグ量も大きく耐サグ性が劣った。比較例のフイン材番号18は、中間焼鈍の温度が高く、ろう付け後の結晶粒径が小さく耐エロージョン性が劣り、またサグ量も大きく耐サグ性が劣った。常法のDC鋳造（厚さ500mm、凝固時冷却速度約1°C/秒）、面削、均熱処理、熱間圧延、冷間圧延（厚さ84μm）、中間焼鈍（400°C×2時間）、冷間圧延により得られたMn含有量の低い比較例のフイン材番号19およびSi、Mn含有量の低い比較例のフイン材番号20は、ろう付

け後の抗張力が低く、ろう付け後の結晶粒径が小さく耐エロージョン性が劣り、また腐食電流密度が高く、自己耐食性が劣った。

【0046】

【実施例2】

実施例および比較例として実施例1で得られた表1に示した合金番号1および2の組成の溶製双ベルト鋳造スラブを分割し、表4に示した各製板条件で中間焼鈍板厚まで冷間圧延した後、連続焼鈍炉において昇温速度100°C/秒で加熱し、450°C保持なしで、水冷却により中間焼鈍を施して軟化させた。次いで該板を表4に示した最終冷延率で冷間圧延して厚さ50μmとした。さらに、実施例のフィン材番号21～23および比較例のフィン材番号27～30については、昇温速度50°C/時間、表4に示した各温度で2時間保持、冷却速度50°C/時間(100°Cまで)の最終焼鈍を施して軟化させフィン材とした。これらフィン材について、実施例1に示した方法で、ろう付け前の抗張力、ろう付け後の抗張力、ろう付け後の結晶粒径、耐エロージョン性、耐サグ性、犠牲陽極効果および自己耐食性を評価した結果を表4に示す。

【0047】

【表4】

N.o.	合金 No.	中間焼鈍板 厚 (mm)	中間焼鈍	最終 Red.	最終焼鈍	最終板厚 (μm)	備考
21	1	0.25	450°C	80%	350°C	50	本発明例
22	1	1.00	450°C	95%	350°C	50	本発明例
23	2	1.00	450°C	95%	350°C	50	本発明例
24	1	0.25	450°C	80%	なし	50	比較例
25	1	1.00	450°C	95%	なし	50	比較例
26	2	1.00	450°C	95%	なし	50	比較例
27	1	1.00	450°C	95%	250°C	50	比較例
28	2	1.00	450°C	95%	250°C	50	比較例
29	1	1.00	450°C	95%	450°C	50	比較例
30	2	1.00	450°C	95%	450°C	50	比較例

【0048】

【表5】

No.	合金 No.	ろう付前 抗張力 (MPa)	ろう付後 抗張力 (MPa)	結晶粒径	サグ量 (mm)	自然電位 (mV)	腐食電流密 度 ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	導電率 %IACS	耐エロー ジション性	備考
21	1	231	164	4100 μm	11.3	-796	0.7	42.5	○	本発明例
22	1	233	166	2900 μm	18.3	-792	0.7	42.4	○	本発明例
23	2	228	165	2300 μm	15.9	-802	0.9	43.1	○	本発明例
24	1	338	166	3000 μm	43.8	-798	0.7	42.4	○	比較例
25	1	389	168	3000 μm	33.5	-795	0.7	42.6	○	比較例
26	2	390	168	2800 μm	34.3	-804	0.9	43.2	○	比較例
27	1	275	167	3000 μm	40.2	-794	0.7	42.3	○	比較例
28	2	271	167	2400 μm	39.4	-801	0.9	43.1	○	比較例
29	1	173(○材)	164	2700 μm	0.1	-796	0.7	42.2	○	比較例
30	2	176(○材)	166	3800 μm	0.6	-801	0.9	43.2	○	比較例

【0049】

表5に示されているように、本発明方法で製造されたフィン材番号21、22、および23は、ろう付け後の抗張力、耐エロージョン性、耐サグ性、犠牲陽極効果および自己耐食性のいずれも良好である。これに対し、比較例の最終冷延率が高く最終焼鈍を行わないフィン材番号24、25、および26はろう付け前の抗張力が高くフィン成形が困難であり、またサグ量も大きく耐サグ性に劣る。比較例の最終焼鈍温度の低いフィン材番号27、28は、ろう付け前の抗張力が高くフィン成形が困難であり、またサグ量も大きく耐サグ性に劣る。比較例の最終焼鈍温度の高いフィン材番号29、30は、ろう付け前の抗張力は低いが○材となってしまい、伸びがそれぞれ、11%、12%と高くフィン成形が困難で劣ることが分かる。

(発明の効果)

【0050】

本発明によれば、フィン成形が容易な適度なろう付け前の抗張力、およびろう付け後において高い強度を有し、伝熱特性、耐サグ性、耐エロージョン性、自己耐食性、犠牲陽極効果に優れた熱交換器用アルミニウム合金フィン材が提供される。

【書類名】要約書

【要約】

【課題】 ろう付け後において高い強度と熱伝導率を有し、耐サグ性、耐エロージョン性、自己耐食性、犠牲陽極効果に優れた熱交換器用アルミニウム合金フィン材およびその製造方法を提供する。

【解決手段】 Si : 0.5 ~ 1.5 wt%、Fe : 0.15 ~ 1.0 wt%、Mn : 0.8 ~ 3.0 wt%、Zn : 0.5 ~ 2.5 wt%を含み、さらに不純物としてのMgを0.05 wt%以下に限定し、残部が通常の不純物とAlからなる溶湯を注湯して、双ベルト式鋳造機により厚さ5 ~ 10 mmの薄スラブを連続して鋳造しロールに巻き取った後、板厚0.05 ~ 2.0 mmに冷間圧延し、350 ~ 500°Cで中間焼鈍を施し、冷延率10 ~ 96%の冷間圧延を行って最終板厚40 μm ~ 200 μmとした後、必要に応じて保持温度300 ~ 400°Cの最終焼鈍（軟化処理）を施す。

【選択図】 なし

認定・付加情報

特許出願の番号	特願2004-026749
受付番号	50400175024
書類名	特許願
担当官	第五担当上席 0094
作成日	平成16年 2月 4日

<認定情報・付加情報>

【提出日】	平成16年 2月 3日
-------	-------------

【書類名】 手続補正書
【整理番号】 P-012145
【あて先】 特許庁長官 殿
【事件の表示】
 【出願番号】 特願2004- 26749
【補正をする者】
 【識別番号】 000004743
【氏名又は名称】 日本軽金属株式会社
【代理人】
 【識別番号】 100109726
 【弁理士】
【氏名又は名称】 園田 吉隆
【手続補正】
【補正対象書類名】 特許願
【補正対象項目名】 発明者
【補正方法】 変更
【補正の内容】
【発明者】
【住所又は居所】 静岡県庵原郡蒲原町蒲原 1 丁目 34 番 1 号 日本軽金属株式会社
 グループ技術センター内
【氏名】 沖 義人
【発明者】
【住所又は居所】 静岡県庵原郡蒲原町蒲原 1 丁目 34 番 1 号 日本軽金属株式会社
 グループ技術センター内
【氏名】 鈴木 秀紀
【発明者】
【住所又は居所】 静岡県庵原郡蒲原町蒲原 1 丁目 34 番 1 号 日本軽金属株式会社
 グループ技術センター内
【氏名】 杉山 治男
【発明者】
【住所又は居所】 静岡県庵原郡蒲原町蒲原 1 丁目 34 番 1 号 日本軽金属株式会社
 グループ技術センター内
【氏名】 穴見 敏也
【発明者】
【住所又は居所】 静岡県庵原郡蒲原町蒲原 1 丁目 34 番 1 号 日本軽金属株式会社
 グループ技術センター内
【氏名】 佐々木 智浩
【その他】 発明者の住所において会社名の記載がされておりませんでしたので訂正いたします。住所に変更はございません。

認定・付加情報

特許出願の番号	特願2004-026749
受付番号	50402059078
書類名	手続補正書
担当官	楠本 真 2169
作成日	平成16年12月 7日

<認定情報・付加情報>

【提出日】	平成16年12月 2日
-------	-------------

特願 2004-026749

出願人履歴情報

識別番号 [00004743]

1. 変更年月日 1996年 2月13日

[変更理由] 住所変更

住所 東京都品川区東品川二丁目2番20号
氏名 日本軽金属株式会社